

УДК 669.245:539.25

*Конев Н.А., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Сизоненко Н.Р., Колобов Ю.Р.,
Бунтушкин В.П., Козлов Э.В.*

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МОРФОЛОГИЯ ФАЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО СУПЕРСПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni – Al – Co ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Работа посвящена исследованию фазового состава и структурного состояния многокомпонентного сплава на основе Ni–Al–Co, содержащего ряд ОЦК легирующих элементов и Re. Изучение сплава проведено в исходном и отожженном состояниях. Сплав изготовлен методом направленной кристаллизации. Основными методами исследования являлись: электронная дифракционная просвечивающая и растровая микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Выполненные исследования носят количественный статистический характер.

Введение

Одним из перспективных направлений в поиске металлических материалов, которые могут работать в экстремальных условиях, является создание сплавов, содержащих интерметаллидные фазы. Такие суперсплавы основаны на двухфазном составе $\gamma + \gamma'$, где γ – ГЦК-твердый раствор, а γ' – упорядоченная фаза со сверхструктурой $L1_2$ [1-3]. Суперсплавы создаются часто на основе Ni, Al, и Ti, поскольку в системе Ni – Al – Ti возможно существование ряда интерметаллических соединений, прежде всего Ni_3Al и Ni_3Ti . Иногда уменьшение содержания Ti компенсируется увеличением содержания Al. В первых сплавах такого типа γ' -фаза присутствовала в небольших количествах и являлась упрочняющей. В последней серии, суперсплавы, напротив, основаны на γ' -фазе, а γ -фаза содержится в относительно небольших количествах [4]. Суперсплавы используются в условиях достаточно высоких температур и должны обладать, в частности, значительным сопротивлением ползучести. Для повышения характеристик ползучести используется легирование различными элементами, такими, как Cr, Co, Mo, W, Ta, Re и др. Введение в сплав легирующих элементов, особенно Re, даже в небольших количествах существенно обогащает фазовый состав сплава [5-7].

Целью настоящей работы явилось изучение фазового и структурного состояния многокомпонентного сплава на основе Ni – Al – Co, изготовленного методом направленной кристаллизации, в исходном и отожженных состояниях.

1. Материал и методы исследования

Исследования выполнены на сплавах на основе Ni – Co – Al, содержащих ряд ОЦК легирующих элементов и Re. Суммарное содержание Ni и Co варьировалось в пределах 72...79 ат.%, Al – 12...15 ат.%. ОЦК металлы были представлены Cr, Mo, Ti и W. Суммарная концентрация ОЦК металлов варьировалась в пределах 5...10 ат.%. Содержание Re было 2.5...3.5 ат.%.

Сплавы изучались в исходном состоянии – после направленной кристаллизации (НК) и в отожженном состоянии после различных температур и времени отжига. Все состояния сплава обладали квазимонокристаллической структурой с ориентацией фаз ($\gamma + \gamma'$) [001]. Многокомпонентный состав сплава вносит определенное осложнение в фазовый состав сплава и в содержание элементов в каждой из фаз. Возможно довольно значительное рассеяние легирующих элементов в различных фазах, входящих в состав сплава. Возможно также формирование близких, но отличающихся по составу, локальных метастабильных конфигураций.

Основными методами исследования являлись: просвечивающая электронная дифракционная микроскопия (ПЭМ) на тонких фольгах, растровая электронная микроскопия (РЭМ) и рентгеноструктурный анализ (РСА). Резка образцов, подлежащих исследованию, была проведена на электроискровом станке в мягком режиме, который не вносил в материал искажений и дополнительных дефектов. При этом образцы вырезались в виде пластинок, плоскость

которых была перпендикулярна направлению роста кристалла. Подготовка образцов для электронно-микроскопического и рентгеноструктурного исследований включала электролитическую полировку в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Электролитическое травление поверхности образцов для их исследования в сканирующем электронном микроскопе проводилось в пене указанного электролита при начальном напряжении 50 В. Изучение тонких фольг выполнялось на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ и рабочем увеличении в колонне микроскопа 25000 крат. Исследования поверхности после травления были проведены на сканирующем электронном микроскопе TESLA BS-301 при рабочих увеличениях 50-10000 крат. Съемки образцов для рентгеноструктурного анализа проводились при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-1,5 с автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интервале углов 18–150 градусов в фильтрованном монохроматизированном Fe-K α излучении.

Средние размеры структурных элементов и параметры тонкой структуры измерялись по соответствующим микрофотографиям методом

секущей [8,9]. Полученные данные обрабатывались статистически. Фазовый анализ проводился на основе данных, полученных в просвечивающем электронном микроскопе из расшивки соответствующих микроэлектроннограмм [10] и наблюдений в светлых и темных полях высокого разрешения, а также из результатов рентгеноструктурного анализа [11].

2. Фазовый состав

Анализ диаграмм равновесия [12, 13] в условиях, приближенных к многокомпонентному составу, позволил предсказать ожидаемый фазовый состав материала. Этот прогноз полностью подтвердился в результате экспериментального исследования, которое показало, что можно четко выделить основные фазы (γ и γ'), составляющие ~0.95 объема сплава, и вторичные, количество каждой из которых во многих случаях не превышает 0.01. Все обнаруженные фазы и их литературные кристаллографические характеристики даны в табл.1. Пределы изменения объемных долей фаз, наблюдаемые в эксперименте в результате различных термообработок, представлены в табл.2.

Таблица 1. Фазы, наблюдаемые в исследуемом сплаве

Наименование фазы	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры кристаллических решеток, нм
ОСНОВНЫЕ ФАЗЫ			
γ' -фаза	ГЦК	$Pm\bar{3}m$	$a = 0.359$
γ -фаза	ГЦК	$Fm\bar{3}m$	$a = 0.354$
ВТОРИЧНЫЕ ФАЗЫ			
<i>Топологически плотноупакованные фазы</i>			
σ -фаза	Тетрагон.	$P4_2 / mnm$	$a = 0.929$ $c = 0.483$
Фаза Лавеса	ГЦК	$Fd\bar{3}m$	$a = 0.699$
χ -фаза	ОЦК	$I\bar{4}3m$	$a = 0.952$
<i>Алюминиды рения</i>			
AlRe $_2$	Тетрагон.	$I4 / mmm$	$a = 0.298$ $c = 0.959$
Al $_6$ Re	Орторомб.	$Cmcm$	$a = 0.659$ $b = 0.761$ $c = 0.902$

Таблица 2. Интервалы изменения после различных термических обработок объемных долей присутствующих фаз в исследуемом сплаве

Наименование фазы	Объемная доля фаз
ОСНОВНЫЕ ФАЗЫ	
γ -фаза	0.70-0.83
γ -фаза	0.17-0.24
ВТОРИЧНЫЕ ФАЗЫ	
<i>Топологически плотноупакованные фазы</i>	
σ -фаза	0.002-0.060
Фаза Лавеса	0.001-0.015
χ -фаза	0.003
<i>Алюминиды рения</i>	
AlRe_2	0.005
Al_6Re	0.001

Основные фазы. 1) γ -фаза – ГЦК упорядоченный твердый раствор на основе Ni со сверхструктурой L1_2 (тип Cu_3Au). Количество её колеблется в разных состояниях от 0.69 до 0.83 от общего объема материала. Морфологически γ -фаза представляет собой квазикубоиды с довольно четкой огранкой (рис.1). Как видно из рис.1, в структуре присутствует несколько типов квазикубоидов. Детальное описание их представлено ниже в п.3.

2) γ -фаза – ГЦК неупорядоченный твердый раствор (кристаллическая решетка Al). γ -фаза имеет вид относительно тонких прослоек, разделяющих квазикубоиды γ -фазы (рис.1). γ - и γ -фазы имеют различный элементарный состав [2, 14].

По количеству алюминия в сплаве фазовое соотношение объемных долей $\delta_\gamma / \delta_\gamma$ должно быть 60/40 [15]. Если все легирующие элементы расположить на узлах, принадлежащих алюминию, то это соотношение будет 100/0. Реально в исследованных в работе сплавах, как показали проведенные нами исследования [16], соотношение объемных долей этих фаз находится в промежуточном интервале: от 83/17 до 58/42. Это свидетельствует о наличии несовершенного дальнего атомного порядка в γ -фазе.

Вторичные фазы. 1) σ -фаза, обладающая тетрагональной кристаллической решеткой со структурой $\text{P4}_2/\text{mmm}$ (тип FeCr) (см. табл.1). Эта фаза представляет собой многокомпонентный твердый раствор, содержащий следующие элементы: Re, Cr, Ta, W, Mo, Ni, Co и в небольших количествах Al. Процентное содержание этих элементов в σ -фазе может быть различным в зависимости от термообработки

сплава. σ -фаза наблюдается в виде длинных стержневых частиц (игл), примеры которых приведены на рис.2а-б. Объемное содержание σ -фазы - не более 6% (табл.2). Отметим, что σ -фаза обнаруживается как методом ПЭМ (рис.2а), так и методом РЭМ (рис.2б). Четкие рефлексы σ -фазы содержит и рентгеновская дифракционная картина (рис.3а).

2) следующей по объемной доле вторичных фаз, является кубическая фаза Лавеса с пространственной группой $Fd\bar{3}m$ (см. табл.1, 2). Это твердый раствор на базе кристаллической решетки типа MgCu_2 , в которой обязательно присутствуют Ta, Co и Cr, а возможно также и некоторые другие элементы. Кубическая фаза Лавеса встречается в материале в количестве, не превышающем 1.5% (табл.2). Морфологический вид частиц этой фазы приведен на рис.2в. Как видно из рис.2в, – это выделения пластинчатой формы. Присутствие в материале данной фазы подтверждается также методом рентгеноструктурного анализа (рис.3б).

Частицы фазы Лавеса, как правило, анизотропны и обладают неопределенной формой (рис.2в). Их средний размер составляет $\sim 0.5 \times 2.5$ мкм. Они не влияют на морфологию γ - и γ -фаз, не связаны с ними и не нарушают их картины.

3) следующей фазой, как по прогнозу, так и по наблюдению, является χ -фаза TaRe_x – электронное соединение переходных металлов со сложной ОЦК решеткой с решеткой (тип $\alpha\text{-Mn}$) и пространственной группой $I\bar{4}3m$ (см. табл.1). Эта фаза присутствует только в исходном состоянии сплава. По-видимому, она не содержит Al и является твердым раствором, содержащим

Re, Co, Mo, W, Ta. Морфология этой фазы представлена на рис.2г. Как видно из рис.2г, частицы χ -фазы имеют округлую форму, малый размер (<10 нм) и располагаются на дислокациях внутри квазикубоидов γ -фазы. Объемная доля χ -фазы мала (табл.2).

Вышеописанные наблюдаемые фазы (σ -фаза, фаза Лавеса, χ -фаза) являются топологи-

чески плотноупакованными [2,5]. Это особый класс фаз, выделенный кристаллохимией и отличающийся большими координационными числами, так называемые фазы Франка – Каспера [5,17]. Помимо наблюдаемых в сплаве к топологически плотноупакованным фазам относятся также фазы P-, μ -, R-, δ -фаза [2,5].

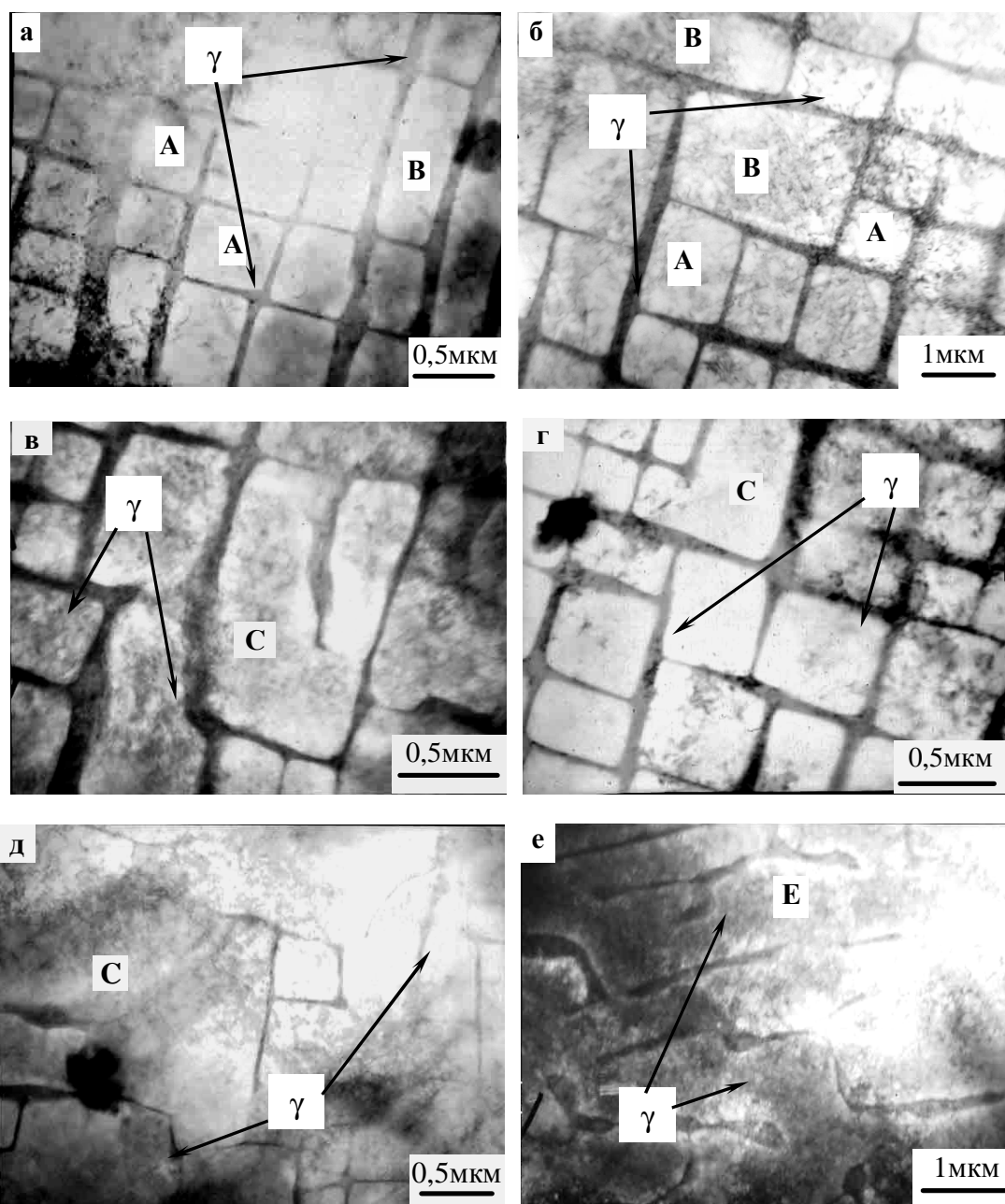


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры исследуемого сплава. Представлены различные типы квазикубоидов γ -фазы (стрелками отмечены прослойки γ -фазы): а – однородные изотропные (А) и анизотропные (В) квазикубоиды; б – неоднородные изотропные (А) и анизотропные (В) квазикубоиды; в-д – участок материала, содержащий квазикубоиды с нарушенной структурой (С); е – разрушенные квазикубоиды (Е) – последствия «рафтинга»

4) в небольших количествах присутствуют алюминиды рения (табл.1 и 2) Эти фазы обнаруживаются только методом электронной микроскопии. AlRe_2 является твердым раствором на базе интерметаллида со структурой типа MoSi_2 , включающим в себя кроме Al и Re еще Cr и Co. Электронно-микроскопические изображения этих фаз представлены на рис.2д-е.

Частицы фазы Al_6Re (рис.2д), имеющие округлую форму и малый (~10 нм) размер, расположены на дислокациях внутри квазикубоидов γ' -фазы. Частицы фазы AlRe_2 (рис.2е) также обладают округлой формой и такой же малый размер. Располагаются они внутри и на границах квазикубоидов γ' -фазы.

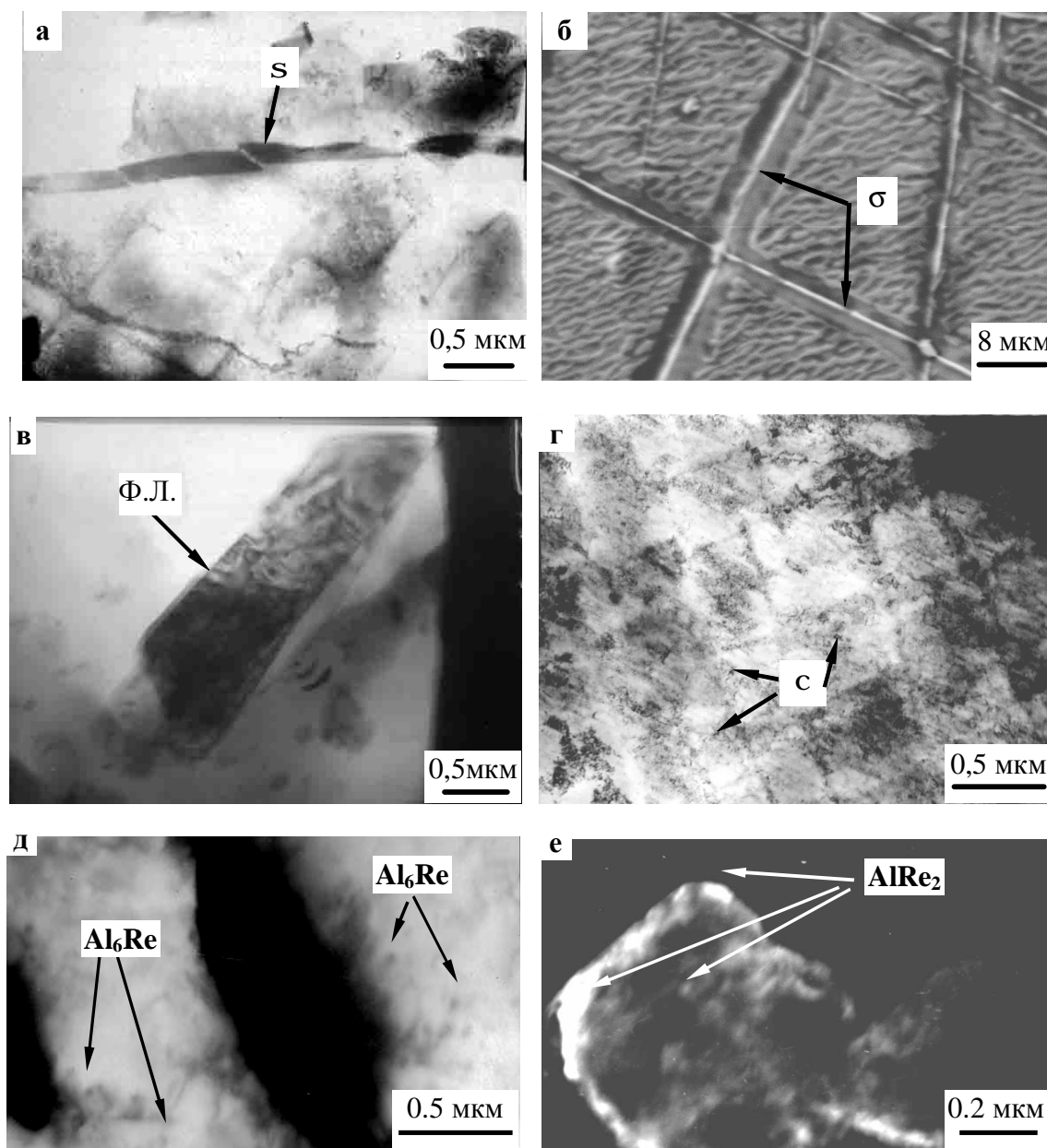


Рис.2. Изображения тонкой структуры вторичных фаз (отмечены стрелками), полученные методом ПЭМ (а,в-е) и РЭМ (б): а,б – σ -фаза; в – фаза Лавеса (Ф.Л.); г – χ -фаза; д,е – алюминиды рения (темнопольное изображение (е) получено в рефлекс $[100]$ фазы AlRe_2)

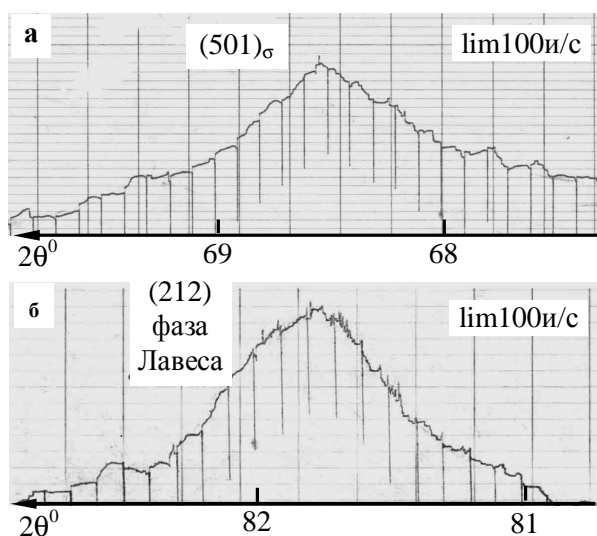


Рис.3. Участки дифракционных картин, полученные методом PCA, с рефлексами вторичных фаз, присутствующих в сплаве

Еще раз необходимо подчеркнуть, что среди вторичных фаз наблюдаются именно те, которые представляют собой многокомпонентные твердые растворы и которые наиболее вероятно следует ожидать в условиях, близких к равновесным. Этим условиям, во-первых, соответствуют фазы, в которых растворяется большинство или значительная часть представленных в сплаве элементов. Во-вторых, их бинарные аналоги отличаются значительной взаимной растворимостью и по параметрам кристаллической решетки взаимно удовлетворяют критериям Юм-Розери [18]. Конкретно для вторичных фаз, представленных в табл.1, относительная разность параметров решетки не превышает 0.009 нм. В-третьих, элементы, составляющие сплав, для которых характерна либо полная взаимная растворимость, либо значительная взаимная растворимость, взаимно заменяют друг друга в большинстве обнаруженных фаз.

3. Морфология $\gamma\delta$ -фазы. Различные типы квазикубоидов

Ранее мы уже отмечали, что основной фазой суперсплава в последнее десятилетие является упорядоченная γ' -фаза, обладающая различными вариантами квазикубоидной формы (рис.1). Квазикубоиды γ' -фазы разделены прослойками γ -фазы. Размеры и форма γ' -квазикубоидов, а также толщина γ -прослоек зависят от режима термической обработки

сплава. Как видно из представленных на рис.1 микрофотографий, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, квазикубоиды γ' -фазы по их внешнему виду можно разделить на несколько типов. В настоящей работе специально обращается внимание на разнообразные состояния квазикубоидов. Такие структуры весьма важны при оценке стойкости и долговечности ($\gamma'+\gamma$)-смеси в условиях ползучести. В большинстве предшествующих работ обращается внимание лишь на процесс «рафтинга» (спекание квазикубоидов). Между тем, в сплавах с большой долей γ' -фазы возможны и другие процессы деградации квазикубоидов. Именно поэтому ниже рассматриваются различные типы квазикубоидов, присутствующих в структуре сплава. А именно:

1) *Однородные квазикубоиды* (рис.1а) – это квазикубоиды, размер которых практически одинаков, т.е. дисперсия составляет величину, не больше 0.005 мкм. Однородные квазикубоиды имеют четкую огранку и форму, близкую к кубу.

2) *Неоднородные квазикубоиды* (рис.1б). Размер этих квазикубоидов заметно отличается друг от друга. Дисперсия размера в участках материала, содержащего такие квазикубоиды, составляет величину >0.2 мкм. В тех местах структуры материала, где соседствуют квазикубоиды резко различных размеров, сечение квазикубоидов может отклоняться от квадратного, это хорошо видно на рис.1б.

3) *Изотропные квазикубоиды* (рис.1а,б) – это квазикубоиды, у которых коэффициент анизотропии $K \approx 1$, где $K = l/d$ (l и d – взаимно перпендикулярные поперечные размеры квазикубоидов). Изотропные квазикубоиды могут быть как однородными (рис.1а), так и неоднородными (рис.1б).

4) *Анизотропные квазикубоиды* (рис.1а,б) – квазикубоиды, у которых $K \gg 1$. Они также могут быть и однородными, и неоднородными.

5) *Квазикубоиды с нарушенной структурой* (рис.1в-д). Нарушениями структуры являются, во-первых, присутствие внутри квазикубоида оборванной границы (рис.1в); во-вторых, неправильная форма квазикубоида, когда у квазикубоида отсутствуют одна (рис.1г) либо более (рис.1д) стенок.

6) *Разрушенные квазикубоиды* (рис.1е). В таких участках структуры сохраняются лишь

отдельные стенки квазикубоидов, так как прошел процесс «рафтинга».

Рис.1 иллюстрирует на примерах описание морфологического порядка в сплаве. Это дальний порядок в расположении кубоидов и квазикубоидов и ближний порядок по форме и дефектности отдельных квазикубоидов и прослоек между ними. Поскольку все эти характеристики имеют важное значение для эффективности служебной деятельности суперсплава, то является целесообразным для их описания использование количественных параметров.

7) *Наличие второй ориентации квазикубоидов* (рис.4). Во-первых, это пластичатые выделения похожие на пакеты тонких длинных микродвойников, присутствующие в отдельных местах структуры. Расположены они относительно квазикубоидов γ' -фазы, как правило,

либо по направлению $\langle 110 \rangle$, либо по $\langle 001 \rangle$. Во-вторых, это квазикубоиды, обладающие правильной формой, которые встречаются как изолированно, так и группами. По форме и размерам они практически совпадают с квазикубоидами γ' -фазы. По направлению сторон они либо развернуты на угол $\sim 45^\circ$, либо как бы встраиваются в первичные квазикубоиды γ' -фазы. На микроэлектроннограммах, полученных с таких участков структуры, присутствуют лишь плоскости γ' -фазы, что может свидетельствовать о том, что это такие же квазикубоиды γ' -фазы, но лежат они в другом слое. Таким образом, квазикубоиды γ' -фазы располагаются слоями, которые либо лежат друг над другом параллельно, либо развернуты относительно друг друга на угол 45° .

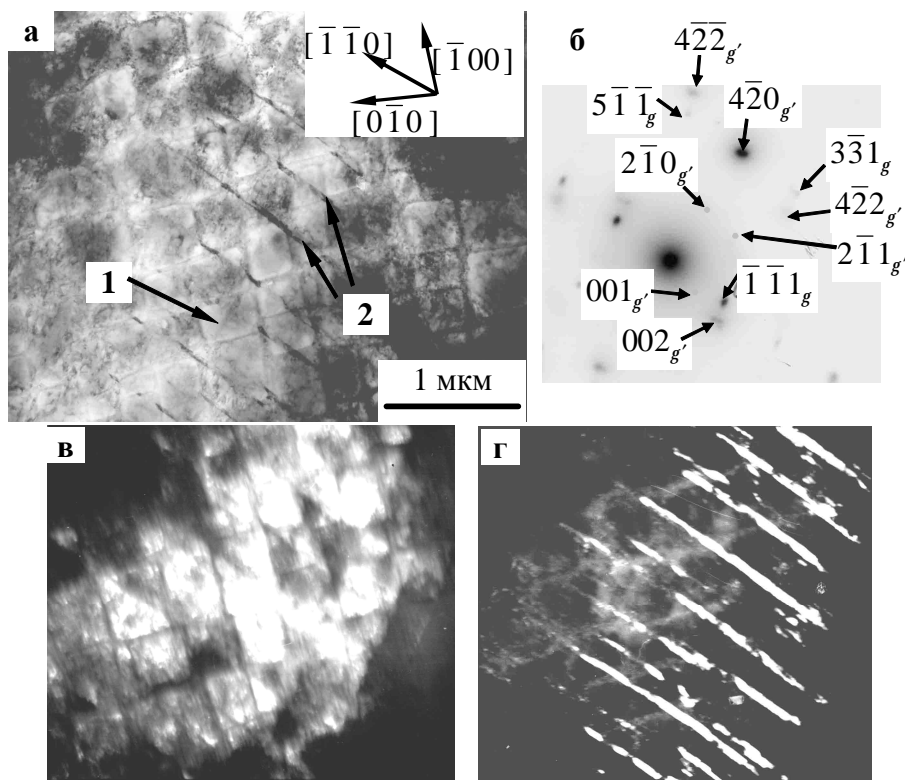


Рис.4. Электронно-микроскопическое изображение квазикубоидов γ' -фазы двух ориентаций (1 и 2): а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина участка (а); в – темнопольное изображение, полученное в сверхструктурном рефлексе $[2\bar{1}0]$ γ' -фазы (ориентация 1); г – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[\bar{1}\bar{1}1]$ γ' -фазы (ориентация 2)

4. Структура и фазовый состав исходного состояния

В исходном состоянии сплав практически полностью (0.99 ± 0.003 от общего материала)

состоит из основных фаз: γ' (квазикубоиды) и γ (прослойки между квазикубоидами). При этом γ' -фаза занимает 0.80 ± 0.02 объема сплава, а γ -фаза – 0.20 ± 0.02 . Из вторичных фаз в небольших количествах (0.003 ± 0.001) присутствует χ -фаза, которая обнаруживается лишь методом

просвечивающей электронной микроскопии (см. рис.2г).

Квазикубоиды γ' -фазы, согласно классификации, приведенной выше, – это однородные квазикубоиды, причем в основном (на ~ 0.9) они являются изотропными. Анизотропные однородные квазикубоиды (они составляют 0.1 γ' -фазы) также присутствуют в структуре. Локальный коэффициент анизотропии таких квазикубоидов невелик и составляет величину $K = 1.2$. Другие типы квазикубоидов γ' -фазы, перечисленные в приведенной классификации, в исходном состоянии отсутствуют.

Средний размер квазикубоидов γ' -фазы в исходном состоянии сплава составляет

(0.44 ± 0.03) мкм. Ширина прослоек γ -фазы между γ' -квазикубоидами – (0.05 ± 0.01) мкм (рис.5). Состояние атомного дальнего порядка в γ' -фазе пространственно неоднородно. Об этом свидетельствует детальный анализ вида микродифракционных картин, полученных с квазикубоидной структуры в различных участках материала: на части микродифракционных картин сверхструктурные рефлексы выражены четко, на других – они очень слабые. Дислокационная структура в γ' - и γ -фазах – это плотные дислокационные сетки.

Таблица 3. Сопоставление морфологии и объемных долей γ' -фазы в условиях отжига

	Исх.	900°C, 1143 ч.	1000°C, 105 ч.	1000°C, 968 ч.
Однородные изотропные кубоиды	~ 0.90	0.70	~ 0.70	~ 0.55
Однородные анизотропные кубоиды	~ 0.10	~ 0.06	~ 0.06	~ 0.15
Сфероидизованные изотропные кубоиды	нет	Нет	Нет	нет
Сфероидизованные анизотропные кубоиды	нет	Нет	нет	нет
Неоднородные кубоиды	нет	~ 0.22	0.15	$\sim 0.01-0.02$
Локальное расположение $\gamma\zeta$ -фазы	нет	нет	нет	нет
Кубоиды с нарушенной структурой	нет	$\sim 0.01-0.02$	~ 0.10	~ 0.10
Разрушенные кубоиды	нет	нет	нет	0.20

5. Структура сплавов после отжига

Отжиг сплавов приводит к качественному и количественному изменению в фазовом составе.

Основные фазы. Как и в исходном состоянии, основными фазами остаются γ' - и γ -фазы, однако соотношение их при отжиге изменяется. При увеличении как продолжительности отжига, так и его температуры объемная доля γ' -фазы уменьшается (рис.5, кр.1), а объемная доля γ -фазы увеличивается (рис.5, кр.2). При этом средний размер квазикубоидов γ' -фазы возрастает (рис.5, кр.3). Этот факт свидетельствует о том, что в ходе отжига, особенно при $T > 1000^\circ\text{C}$, мелкие кубоиды γ' -фазы менее ус-

тойчивы, чем крупные. Возрастает и ширина прослоек γ -фазы между квазикубоидами (рис.5, кр.4). Изменяется и морфология квазикубоидов γ' -фазы (табл.3). Вначале появляются неоднородные квазикубоиды, в которых происходит нарушение структуры и постепенно эти квазикубоиды разрушаются. По мере увеличения температуры и особенно продолжительности отжига доля однородных изотропных квазикубоидов уменьшается, а доля квазикубоидов с нарушенной структурой и разрушенных нарастает, и при продолжительности отжига свыше 1000 часов в сплаве $\sim 30\%$ квазикубоидов оказываются разрушенными. В анизотропных квазикубоидах коэффициент анизотропии уменьшается (см. рис.5, кр.5). Таким образом, в отожженном сплаве присутствуют все типы квази-

кубоидов, перечисленные в приведенной выше классификации (см. п.3). Все эти факты свидетельствуют о том, что отжиг приводит к снижению степени дальнего атомного порядка и изменению в морфологии сплава [19]. С ростом температуры и времени отжига структура сплава изменяется сложным образом (табл.3). Во-первых, уменьшается доля однородных изотропных ку-

боидов, появляются неоднородные кубоиды. Затем они разрушаются частично, сначала в них образуется нарушенная внутренняя структура и впоследствии разрушаются полностью. Можно констатировать, что наиболее устойчивыми оказываются высокосимметричные однородные изотропные кубоиды, а кубоиды с различным нарушением структуры – менее устойчивые.

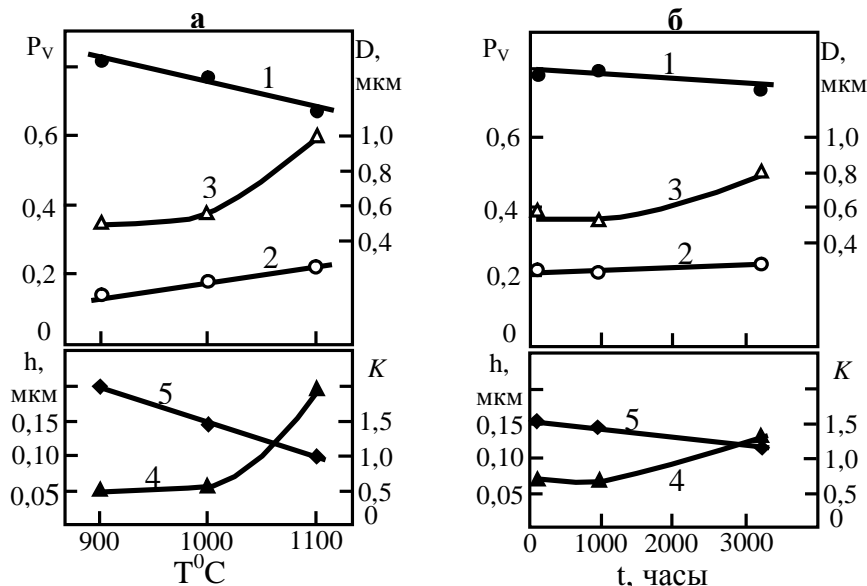


Рис.5. Изменение количественных характеристик γ - и γ' - фаз в зависимости от температуры (а) и времени отжига (б). При различных температурах (а) время отжига ~ 1000 часов. Зависимость от времени отжига (б) была получена при 1000°C . Обозначения параметров: P_v – объемная доля γ' -(1)-и γ -(2) – фазы; D – размер квазикубоидов γ' фазы (3); h – ширина прослоек γ - фазы (4); K – коэффициент анизотропии квазикубоидов γ' - фазы (5)

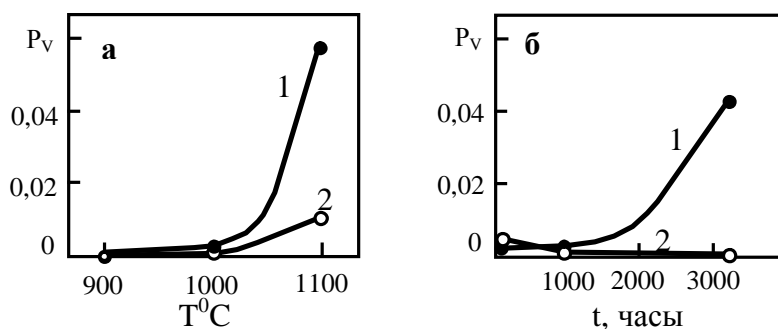


Рис.6. Изменение объемных долей P_v σ - фазы (1) и фазы Лавеса (2) от температуры при $t \sim 1000$ часов (а) и продолжительности $T = 1000^\circ\text{C}$ (б) отжига

Дислокации в отожженном сплаве, как и в исходном состоянии, в основном образуют сетчатую субструктуру. Как правило, скалярная плотность дислокаций в γ -фазе выше, чем в γ' -фазе. Отжиг приводит к интенсивному снижению скалярной плотности дислокаций и в γ' -, и в γ -фазах.

Морфология и структура вторичных фаз. Отжиг привел к образованию вторичных фаз, объемная доля которых при увеличении и температуры, и продолжительности отжига возрастает

(рис.6). Это, прежде всего, σ -фаза. Ее длинные иглы, хорошо видные даже при малых увеличениях (рис.2б), простираются через весь конгломерат смеси ($\gamma' + \gamma$). Увеличение параметров отжига не изменяет морфологию σ -фазы (по-прежнему – это длинные иглы), а лишь увеличивает ее количество (рис.6а, кр.1). Причем, чем больше температура отжига, тем большее количество σ -фазы образуется в сплаве при увеличении продолжительности отжига (сравни кр.1 с кр.1' на рис.6б).

Второй по количеству является фаза Лавеса. Она также появляется при отжиге, но количество по объемной доле ее заметно меньше (рис.6а, кр.2). Объемная доля фазы Лавеса заметно возрастает лишь при температуре отжига 1100°C.

Кроме этих фаз отжиг приводит к образованию внутри квазикубоидов γ' -фазы мелких частиц (<10 нм) алюминидов Al_6Re (рис.2д) и интерметаллида AlRe_2 (рис.2е), которые расположены на дислокациях. Объемная доля их мала (на более 0.1% от объема материала), и они также не оказывают влияния на структуру γ' -фазы. Температура и продолжительность отжига практически не оказывают влияния на форму, размеры и объемную долю этих выделений.

Образование и увеличение объемной доли вторичных фаз свидетельствует, во-первых, об их более высокой термодинамической стабильности по сравнению с некоторой долей смеси ($\gamma+\gamma'$)-фаз и, во-вторых, о более медленной кинетике образования вторичных фаз по сравнению с кинетикой образования смеси ($\gamma+\gamma'$)-фаз. Несомненно, исходно кристаллизующийся сплав более однороден по химическому составу. Отжики при температуре 1100°C и даже при 1000°C вызывают частичный распад сплава.

Заключение

Таким образом, в результате отжига в качестве вторичных фаз в сплаве присутствуют электронные соединения сплавов переходных металлов σ -фаза, фаза Лавеса, ренийевый интерметаллид AlRe_2 и ренийевый алюминид Al_6Re . Исходя из объемных долей присутствующих в сплаве вторичных фаз, можно утверждать, что рений, введенный в сплав, находится в основном во вторичных фазах. Что касается смеси ($\gamma+\gamma'$)-фаз, то наиболее устойчивыми к процессам отжига оказываются наиболее симметричные образования квазикубоидов.

Список используемой литературы

1. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976. 567 с.
2. Суперсплавы II. / Под ред. Симса Ч., Столофа Н., Хагеля В. Кн.1. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
3. Суперсплавы II. / Под ред. Симса Ч., Столофа Н., Хагеля В. Кн.2. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

4. Козлов Э.В., Коновалова Е.В., Никоненко Е.Л. и др. // Изв. АН. Серия физическая. 2004. т. 68. № 5. С. 632-635.
5. Rae C.M.F., Reed R.C. // Acta mater. 2001. V. 49. P. 4113-4125.
6. Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Конева Н.А. и др. // Фазовые превращения в твердых растворах и сплавах. ОМА-2004. Сочи, 2004. С.202-205.
7. Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Конева Н.А. и др. // Изв. РАН. Серия физическая. 2005. т.69, № 7. С. 997-1001.
8. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 271 с.
9. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
10. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 1971. 256 с.
11. Гинье А. Рентгенография кристаллов. М.: Физматгиз, 1961. 600 с.
12. Диаграммы состояния металлических систем. Вып. I – XXXV. М.: Изд-во ВИНТИ, 1955–1990 гг.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 1. / Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 991 с.
14. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
15. Вол А.Е. Структура и свойства двойных металлических систем. т. 1. М.: ГИФ-МЛ, 1959. 755с.
16. Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2005. № 1. С. 35-38.
17. Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. и др. // Фазовые превращения в твердых растворах и сплавах. ОМА-2005. Сочи, 2005. С. 166-169.
18. Бонар А.А., Великанова Т.Я., Даниленко В.М. и др. Стабильность фаз и фазовые равновесия в сплавах переходных металлов. Киев: Наукова думка, 1991. 200 с.
19. Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2005. № 1. С. 35-38.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия.

Подписано в печать 15.12.05.